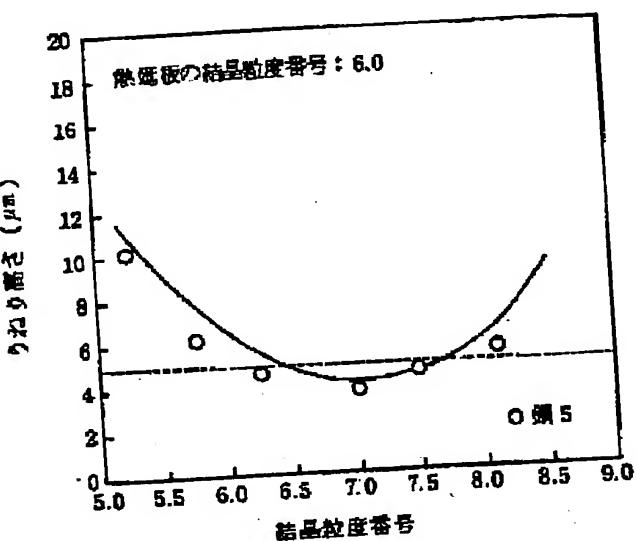


PUBLICATION NUMBER : 10130786
 PUBLICATION DATE : 19-05-98
 APPLICATION DATE : 25-10-96
 APPLICATION NUMBER : 08283585
 APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;
 INVENTOR : SATO SUSUMU;
 INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/04 C22C 38/32
 TITLE : FERRITIC STAINLESS STEEL SHEET
 EXCELLENT IN FORMABILITY AND
 RIDGING RESISTANCE, AND ITS
 PRODUCTION



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a ferritic stainless steel sheet having superior formability and excellent in ridging resistance and its production.

SOLUTION: The ferritic stainless steel sheet has a composition consisting of, by weight, $\leq 0.02\%$ C, $\leq 1.0\%$ Si, $\leq 1.0\%$ Mn, $\leq 0.08\%$ P, $\leq 0.01\%$ S, $\leq 0.30\%$ Al, 11-35% Cr, 0.5-4.0% Mo, $\leq 0.03\%$ N, 0.003-0.008% Nb, $\leq 0.0010\%$ B, 0.05-0.30% V, V and C in the amounts satisfying the relation of $V/C \geq 10$, further Ti in the amount satisfying the relation of $5 \leq Ti/(C+N) \leq 20$ with respect to C and N, and the balance Fe with inevitable impurities and also has crystalline grain size No. 6.5 to 7.5.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-130786

(43)公開日 平成10年(1998)5月19日

(51)Int.Cl.⁵
C 22 C 38/00
C 21 D 8/04
C 22 C 38/32

識別記号
3 0 2

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 8/04
C 22 C 38/32

3 0 2 Z
B

審査請求 未請求 請求項の数3 O.L (全 7 頁)

(21)出願番号 特願平8-283585

(22)出願日 平成8年(1996)10月25日

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28
号

(72)発明者 矢沢 好弘
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 佐藤 進
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

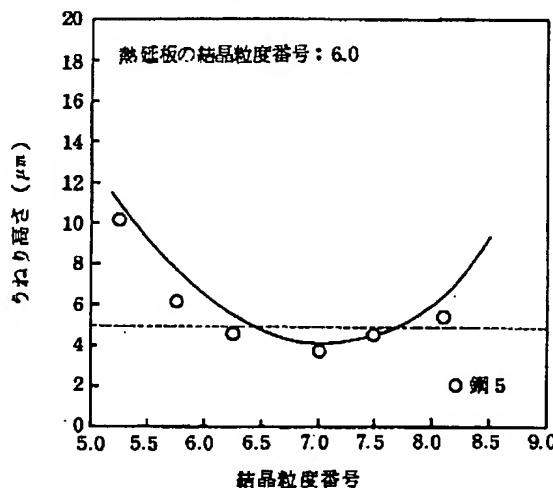
(74)代理人 弁理士 小川 順三 (外1名)

(54)【発明の名称】 成形性および耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【目的】 良好的な成形性を備え、耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板とその製造方法を提供する。

【構成】 C : 0.02wt%以下、 Si : 1.0 wt%以下、 Mn : 1.0 wt%以下、 P : 0.08wt%以下、 S : 0.01wt%以下、 Al : 0.30wt%以下、 Cr : 11~35wt%、 Mo : 0.5 ~4.0 wt%、 N : 0.03wt%以下、 Nb : 0.003 ~0.008 wt%、 B : 0.0010wt%以下、 V : 0.05~0.30wt%、 かつ上記VとCとは $V/C \geq 10$ を満たして含み、さらに上記CおよびNに対して $5 \leq Ti / (C + N) \leq 20$ の関係を満たすTiを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、結晶粒度番号が6.5~7.5であるフェライト系ステンレス鋼板とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.02wt%以下、

Si : 1.0 wt%以下、

Mn : 1.0 wt%以下、

P : 0.08wt%以下、

S : 0.01wt%以下、

Al : 0.30wt%以下、

Cr : 11~35wt%、

Mo : 0.5 ~4.0 wt%、

N : 0.03wt%以下、

Nb : 0.003 ~0.008 wt%、

B : 0.0010wt%以下、

V : 0.05~0.30wt%、かつ上記VとCとは $V/C \geq 10$ を満たして含み、さらに上記CおよびNに対して $5 \leq Ti/(C+N) \leq 20$ の関係を満たすTiを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、結晶粒度番号が6.5~7.5であることを特徴とする成形性および耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項2】 C : 0.02wt%以下、

Si : 1.0 wt%以下、

Mn : 1.0 wt%以下、

P : 0.08wt%以下、

S : 0.01wt%以下、

Al : 0.30wt%以下、

Cr : 11~35wt%、

Mo : 0.5 ~4.0 wt%、

N : 0.03wt%以下

Nb : 0.003 ~0.008 wt%、

B : 0.0010wt%以下、

V : 0.05~0.30wt%、

Ca : 0.003 ~0.010 wt%、かつ上記VとCとは $V/C \geq 10$ を満たして含み、さらに上記CおよびNに対して $5 \leq Ti/(C+N) \leq 20$ の関係を満たすTiを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、結晶粒度番号が6.5~7.5であることを特徴とする成形性および耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板。

【請求項3】 結晶粒度番号を5.5~6.5に調整した熱延焼鈍板を、冷間圧延し、仕上げ焼鈍することを特徴とする請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、建築物の外装材、厨房器具、化学プラント、貯水槽等の用途に好適なフェライト系ステンレス鋼板に関し、とくに、プレス成形性および耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板（以下、鋼帯も含む。）およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 ステンレス鋼板は、表面が美麗で、耐食

性が優れているため、建築物の外装材、厨房器具、化学プラント、貯水槽等の用途に幅広く使用されている。特に、オーステナイト系ステンレス鋼板は、プレス成形性や延性さらには耐リジング性といった各種特性が、従来、フェライト系ステンレス鋼板に比べ優れていたため、上記のごとき広範囲な用途で用いられてきた。一方、フェライト系ステンレス鋼板は、近年の鋼の高純度化技術の発展により、成形特性が改善され、最近では、従来SUS304、SUS316などのオーステナイト系ステンレス鋼板が使用されてきた用途への適用が検討されている。これはフェライト系ステンレス鋼が有する特徴、例えば、膨張係数が低く、応力腐食割れ感受性が小さく、しかも高価なNiを含まないため安価であるといった、長所が広く知られるようになってきたからであるといえる。しかし、このフェライト系ステンレス鋼板も、成形加工品への用途を考えた場合、未だ、オーステナイト系ステンレス鋼板に比べて延性に乏しく、また、リジングと呼ばれる加工品表面での凹凸が生じて、加工品の美観を損ね、表面研磨の負荷を増大させるという問題があった。このため、フェライト系ステンレス鋼板の一層の用途拡大のためには、成形性の向上と耐リジング性の改善が必要であった。

【0003】 ところで、フェライト系ステンレス鋼板の成形性を改善するための従来の試みとしては、 $(C+N)$ を低減することのほか、特開昭56-123327号公報には、Nb等の炭窒化物安定化元素を添加した鋼に圧下率配分や焼鈍条件を最適化する技術が開示されている。また、特開平3-264652号公報には、Ti、Nb等の炭窒化物形成元素を添加することにより、集合組織を制御してX線積分強度比 $(222)/(200)$ を高めて、伸び、r値（ランクフオード値）等の成形特性を向上する技術が開示されている。一方、耐リジング性の改善については、熱間圧延における強圧下が有効であるとの報告がみられる。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、これらの従来の既知技術は、主としてr値と延性の向上を目指したものであり、これらの特性改善については効果が見られるものの、耐リジング性の点では十分ではないという問題があった。このため、プレス成形などの加工をほどこす用途においては、成形品表面の美観の向上、製造工程における研磨負荷の軽減などの改善が強く望まれていた。

【0005】 そこで、本発明の目的は、上記既知技術が抱えていた問題を解決し、良好な成形性を備え、耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板とその製造方法を提供することにある。また、本発明の他の目的は、r値が1.50以上、伸びが30%以上、耐リジング性を表すうねり高さが $5.0 \mu m$ 以下の特性を有するフェライト系ステンレス鋼板とその製造方法を提供することにある。

る。

【0006】

【課題を解決するための手段】さて、発明者らは、上掲の目的の実現に向けて鋭意研究した結果、フェライト系ステンレス鋼板の化学組成を適正化して、鋼中の炭化物や塩化物などの析出物を制御することによって、上記目的を達成できることを見いだし、本発明を完成するに至った。

【0007】すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

(1) C : 0.02wt%以下、Si : 1.0 wt%以下、Mn : 1.0 wt%以下、P : 0.08wt%以下、S : 0.01wt%以下、Al : 0.30wt%以下、Cr : 11~35wt%、Mo : 0.5 ~4.0 wt%、N : 0.03wt%以下、Nb : 0.003 ~0.008 wt%、B : 0.0010wt%以下、V : 0.05~0.30wt%、かつ上記VとCとはV/C \geq 10を満たして含み、さらに上記CおよびNに対して5 \leq Ti/(C+N) \leq 20の関係を満たすTiを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、結晶粒度番号が6.5~7.5であることを特徴とする成形性および耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板。

【0008】(2) C : 0.02wt%以下、Si : 1.0 wt%以下、Mn : 1.0 wt%以下、P : 0.08wt%以下、S : 0.01wt%以下、Al : 0.30wt%以下、Cr : 11~35wt%、Mo : 0.5 ~4.0 wt%、N : 0.03wt%以下、Nb : 0.003 ~0.008 wt%、B : 0.0010wt%以下、V : 0.05~0.30wt%、Ca : 0.003 ~0.010 wt%、かつ上記VとCとはV/C \geq 10を満たして含み、さらに上記CおよびNに対して5 \leq Ti/(C+N) \leq 20の関係を満たすTiを含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなり、結晶粒度番号が6.5~7.5であることを特徴とする成形性および耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板。

【0009】(3) 結晶粒度番号を5.5~6.5に調整した熱延焼鉄板を、冷間圧延し、仕上げ焼鉄することを特徴とする上記(1)または(2)に記載のフェライト系ステンレス鋼板の製造方法。

【0010】

【発明の実施の形態】次に、本発明について、限定理由を含めて詳細に説明する。

C : 0.02wt%以下

Cは、耐錆性に有害な元素であり、含有量の低減は発錆起点となる脱Cr相や析出物や介在物の生成を減らし、耐錆性を改善する。また、C含有量の低減は成形加工性の改善にも有効である。このため、C量を0.02wt%以下とする。なお、C量を0.001 wt%以下に低減すると、炭化物の微細析出による結晶粒の微細化効果が期待できず、耐リジング性が劣化し、プレス成形等の加工部に凹凸が生じ美観を損ねることになるので、C含有量の下限は0.001 wt%とするのが好ましい。

【0011】Si : 1.0 wt%以下

Siは、脱酸のために有用な元素であるが、過剰の添加は冷間加工性の低下や延性の低下を招くので、その添加範囲は1.0 wt%以下とする。なお、好ましい含有量は0.03~0.5 wt%である。

【0012】Mn : 1.0 wt%以下

Mnは、鋼中に存在するSを析出固定し、熱間圧延性を保つために有用な元素であるが、過剰の添加は冷間加工性の低下や耐食性の低下を招くので、1.0 wt%以下、好ましくは0.5 wt%以下とする。

【0013】P : 0.08wt%以下

Pは、熱間加工性を低下させ、食孔を発生させる有害な元素である。含有量が0.08wt%を超えると、特にその影響が顕著になるので0.08wt%以下、好ましくは0.04wt%以下とする。

【0014】S : 0.01wt%以下

Sは、Mnと結合してMnSを形成して初錆起点となるとともに、結晶粒界に偏析し、粒界脆化を促進する有害な元素である。S含有量が、0.01wt%を超えるとその影響が顕著になるので、0.01wt%以下、好ましくは0.008 wt%以下とする。

【0015】Al : 0.30wt%以下

Alは、脱酸のために有用な元素であるが、過剰に添加すると、Al系介在物の増加による表面きずを招くほか、加工性を低下させるので、0.30wt%以下、好ましくは0.10 wt%以下の範囲とする。

【0016】Cr : 11~35wt%

Crは、耐食性を改善する上で不可欠な元素である。その量が11wt%未満では十分な耐食性が得られず、一方35wt%を超えて添加すると冷間加工性を低下させるので、添加範囲は11~35wt%とする。なお、塩化物イオンが多い環境で十分な耐食性を得るために、Crを16wt%以上添加するのが望ましい。

【0017】Mo : 0.5 ~4.0 wt%

Moは、耐食性、耐錆性を改善するのに有用な元素であり、特に表層30オングストローム程度の皮膜組成中のCr原子量の増加を介して前記特性を改善するのに有効である。これらの効果はMo量0.5 wt%以上で現れる。しかし、4.0 wt%を超えて添加すると、 σ 相や χ 相の析出を助長し、耐食性や加工性を低下させる。したがって、Mo添加量は0.5 ~4.0 wt%、好ましくは1.0 ~4.0 wt%の範囲とする。

【0018】N : 0.03wt%以下

Nは、Cと同様に、耐錆性に有害な元素であり、含有量の低減は発錆起点となる脱Cr相や析出物や介在物の生成を減らし、耐錆性を改善する。また、N含有量の低減は成形加工性の改善にも有効である。このため、N量を0.03wt%以下とする。

【0019】Nb : 0.003 ~0.008 wt%

Nbは、炭化物形成元素であり、耐食性、加工性の向上に有効な元素である。これらの効果は0.003 wt%以上の

添加で発現する。しかし、0.008 wt%を超えて添加すると、それらの効果は飽和するばかりか、むしろ加工性が低下し、また、再結晶温度が上昇するので、添加量の上限を0.008 wt%とする。

【0020】B : 0.001wt%以下

Bは、鋼の2次加工脆性の改善に有用な元素である。しかしながら、添加量が過多になると加工性が低下するので、0.0010wt%以下の範囲で添加する。なお、好ましい範囲は0.0003~0.0010wt%である。

【0021】V : 0.05~0.30wt%、V/C ≥ 10

VはC、Nに対する親和力が強く、安定したVC、VN、V₄C₃等の炭窒化物を形成して、粒界や転位に析出し、析出硬化を起こす。また、これらの炭窒化物が結晶粒の微細化に有効に働き、結晶粒の粗大化抑制作用をもたらす。これらの効果は、0.05wt%未満では明確に現われず、一方、0.30wt%を超えると加工性を阻害する。また、上記のVの添加効果は、V/C ≥ 10の範囲の場合に顕著に現れる。したがって、V添加量は、0.05~0.30wt%かつV/C ≥ 10の範囲とする。

【0022】Ca : 0.003 ~ 0.010 wt%

Caは、製鋼铸造時におけるTi系介在物によるノズル詰まりを抑制するのに有効な元素である。その効果は0.003wt%以上の添加で得られるが、過剰に添加すると、Ca系介在物を起点とする脆性破壊を引き起こす恐れがある。したがって、Ca量は0.003 ~ 0.010 wt%、好ましくは0.003~0.007 wt%の範囲で添加する。

【0023】5 ≤ Ti / (C + N) ≤ 20

Tiは、炭窒化物形成元素であり、溶接時や熱処理時におけるCr炭窒化物の粒界析出を抑制して、耐食性を改善するために有用な元素である。また、鋼中の固溶C、Nを炭窒化物として固定して、延性、加工性を向上させるのに有用な元素である。これらの効果は、Ti / (C + N)で表される重量比が5未満では得られず、一方、この比で20を超えて添加すると、これらの特性を低下させる。したがって、TiとC、Nとの間には、5 ≤ Ti / (C + N) ≤ 20の関係が満たされていることが必要である。なお、溶接部の耐食性改善のためには上記の比が8以上であることが望ましい。

【0024】結晶粒径：冷間圧延-仕上げ焼鈍後の冷延焼鈍板の結晶粒径は、延性や加工性に影響を与え、JIS結晶粒度番号：6.5~7.5の粒径範囲に調整することにより、r値と耐リジング性の特性が最も良好となる。結晶粒径を上記範囲に調整して耐リジング性に優れた冷延焼鈍板を製造するためには、特に、熱延焼鈍板の結晶粒径制御が大きな影響を及ぼす。その最適結晶粒径範囲は、結晶粒度番号：5.5~6.5である。熱延焼鈍板の結晶粒径の制御が不十分な場合には、熱間圧延、冷間圧延、仕上げ焼鈍などの諸条件を適正化してもリジングを十分に防止することは不可能である。すなわち、熱延板の結晶粒径が上記適正範囲を外れて過度に大きくなる

と、冷延焼鈍板の結晶粒径を上記範囲内にそろえたとしても、表面に肌あれ状の凹凸が発生し、一方、熱延板の結晶粒径が過度に小さくなれば、バンド状の凹凸が発生する。このような現象は、リジングの発生が塑性変形能の類似した集合体、すなわち、コロニーの存在に起因するためであると考えられる。このような耐リジング性に及ぼす冷延焼鈍板および熱延焼鈍板の結晶粒径の影響については、後述の図1および図2により再度説明する。

【0025】本発明鋼板の製造工程は、上記の成分組成からなる鋼を転炉、電気炉等で溶製し、連続铸造法または造塊法で鋼片とした後、熱間圧延-熱延板焼鈍-酸洗-冷間圧延-仕上げ焼鈍-(酸洗)とすればよい。この工程において、特に、熱延焼鈍板および冷延焼鈍板の結晶粒径をそれぞれ適正な範囲に調整するための、成分組成以外の、好ましい製造条件は以下のとおりである。すなわち、転炉、二次精錬、連続铸造法により製造したスラブを、1050~1170°Cに加熱して熱延した後、温度850~1100°Cで10秒~10分、好ましくは、温度950~1050°Cで20秒~2分保持する焼鈍を行い、次いで酸洗、冷延を行った後、温度800~1000°Cで10秒~10分、好ましくは温度850~950°Cで20秒~2分保持する仕上げ焼鈍を行うことにより、結晶粒度の制御が容易にできる。

【0026】

【実施例】以下、実施例に基づいて、具体的に説明する。表1に示す化学組成の鋼を転炉、二次精錬にて溶製し、連続铸造法によりスラブとし、1150°Cに加熱後、最終粗圧延の圧下率を35~45%とする3パスの熱間粗圧延を行い、仕上げ熱延温度800~650°Cで7パスの熱間仕上げ圧延を行った。この熱延板を、920~1070°Cに1分間保持する熱延板焼鈍を行い、酸洗した後、総圧下率50~96%で冷間圧延し、830~980°C、30秒間保持の仕上げ焼鈍を行い、板厚0.6mmの冷延焼鈍鋼板とした。上記製造方法により得られた冷延焼鈍鋼板を供試材として、結晶粒径、r値、伸び(E1)、リジング特性を測定した。また、結晶粒径は熱延板についても測定した。

【0027】

【表1】

No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ti	N	Nb	B	V	C+N	Ti/(C+N)	V/C	Ca	O	備考
1	0.004	0.05	0.30	0.025	0.001	17.5	1.5	0.051	0.18	0.008	0.005	0.0002	0.01	0.012	15	2.5	-	0.007	比較鋼
2	0.004	0.05	0.25	0.031	0.002	18.0	1.5	0.051	0.19	0.008	0.005	0.0005	0.035	0.012	15.8	8.75	-	0.0065	比較鋼
3	0.003	0.05	0.25	0.028	0.001	17.3	1.5	0.050	0.16	0.007	0.002	0.0005	0.045	0.010	16	15	-	0.0033	比較鋼
4	0.010	0.05	0.31	0.030	0.002	17.5	1.5	0.053	0.61	0.015	0.005	0.0004	0.08	0.025	24.4	8	-	0.0086	比較鋼
5	0.004	0.05	0.25	0.033	0.003	17.3	1.4	0.061	0.148	0.006	0.005	0.0004	0.052	0.010	14.8	13	0.0003	0.0071	適合鋼
6	0.004	0.05	0.33	0.024	0.003	17.5	1.5	0.051	0.18	0.007	0.005	0.0004	0.08	0.011	16.4	20	-	0.0081	適合鋼
7	0.003	0.06	0.23	0.023	0.003	17.4	1.4	0.050	0.20	0.009	0.005	0.0005	0.055	0.012	16.7	18.3	-	0.0073	適合鋼
8	0.006	0.05	0.25	0.023	0.003	17.5	1.5	0.080	0.175	0.008	0.005	0.0005	0.25	0.014	12.5	41.7	0.0003	0.011	適合鋼
9	0.006	0.05	0.29	0.025	0.003	17.8	1.3	0.041	0.17	0.0062	0.005	0.0005	0.32	0.0122	13.9	53.3	-	0.005	比較鋼

【0028】なお、上記各特性値の測定は、次の方法に従って行った。

・結晶粒径（結晶粒度番号）

熱延焼鈍板については、圧延方向断面で板厚の1/4位置部から試料を採取し、また、冷延焼鈍板については、圧延方向断面位置から試料を採取し、これらの試料を100倍に拡大して組織観察を行い、JIS G 0551に準拠して求めた。

・r 値

鋼板の、圧延方向、圧延方向に対して45°の方向、圧延方向に対して90°の各方向から、JIS 13号B試験片を採取し、この試験片に5~15%の単軸引張予歪を与えた時の横ひずみと板厚ひずみの比から、各方向のランクフォード値（r 値）を測定し、次式により求めた。

$$r = (r_L + 2r_D + r_T) / 4$$

ただし、 r_L 、 r_D および r_T は、それぞれ圧延方向、圧延方向に対して45°の方向、圧延方向に対して90°の方向のランクフォード値を表す。

・EI

r 値と同様にして、各方向から採取したJIS 13号B試験片を用いて引張試験し、各方向の伸びを測定して、次式により求めた。

$$EI = (EI_L + 2EI_D + EI_T) / 4$$

ただし、 EI_L 、 EI_D および EI_T は、それぞれ圧延方向、圧延方向に対して45°の方向、圧延方向に対して90°の方向の伸びを表す。

・リジング特性

リジング量は、引張荷重により発生させた、リジングのうねり高さを測定して求めた。すなわち、圧延方向からJIS 5号引張試験片を採取し、この試験片の片面を湿式#600で仕上げ研磨し、20%の単軸予歪を与えてリジングを発生させ、そのうねり高さ（リジングの凹凸）を試験片中央部で、圧延方向に粗度計を用いて測定した。うねり高さの測定値から、A : 5 μm以下、B : 5 μm超え~10 μm以下、C : 10 μm超え~20 μm以下、D : 20 μm超え、の4段階に評価した。この評価基準で、A、Bの場合にはプレス成形時の耐リジング性は良好であるといえる。得られた結果を表2に示す。

【0029】

【表2】

実験 No	鋼 No	熱延焼鈍板 結晶粒度番号	冷延焼鈍板 結晶粒度番号	伸び (%)	r 値	リジングのうねり高さ (μm)	備考
1	1	4.80	6.9	36.1	1.72	C(15.0)	比較例
2	1	5.25	7.0	35.8	1.66	C(11.5)	比較例
3	1	5.75	7.0	34.7	1.51	B(8.8)	比較例
4	1	6.18	6.9	34.1	1.51	B(8.0)	比較例
5	1	6.50	7.1	33.3	1.48	B(8.7)	比較例
6	1	7.25	7.0	33.0	1.46	C(13.7)	比較例
7	1	7.60	7.0	30.0	1.32	C(16.3)	比較例
8	1	6.00	5.0	34.1	1.60	C(10.5)	比較例
9	2	6.00	7.0	35.8	1.78	B(8.3)	比較例
10	3	5.80	7.1	35.5	1.70	B(7.5)	比較例
11	4	4.60	7.0	35.4	1.68	C(16.0)	比較例
12	4	5.20	7.0	35.2	1.65	C(10.8)	比較例
13	4	6.20	6.9	35.0	1.60	B(7.2)	比較例
14	4	6.75	7.0	34.8	1.60	B(8.8)	比較例
15	4	7.00	7.0	33.5	1.51	C(11.8)	比較例
16	4	7.50	7.0	32.1	1.40	C(16.1)	比較例
17	5	4.70	7.1	37.2	1.73	C(17.0)	比較例
18	5	5.20	7.0	37.0	1.70	B(8.8)	比較例
19	5	5.60	7.0	36.5	1.65	A(4.8)	発明例
20	5	6.00	6.9	36.1	1.61	A(4.2)	発明例
21	5	6.50	6.9	35.8	1.55	A(4.9)	発明例
22	5	7.00	7.0	34.2	1.49	B(7.5)	比較例
23	5	7.50	7.0	32.3	1.35	C(13.8)	比較例
24	5	6.00	5.25	35.8	1.75	C(10.2)	比較例
25	5	6.00	5.75	35.5	1.65	B(6.2)	比較例
26	5	6.00	6.6	35.1	1.63	A(4.7)	発明例
27	5	5.80	7.0	35.0	1.50	A(3.8)	発明例
28	5	6.10	7.48	34.1	1.61	A(4.6)	発明例
29	5	5.90	8.1	32.3	1.48	B(5.4)	比較例
30	6	5.80	6.8	35.8	1.63	A(3.5)	発明例
31	7	5.60	7.2	35.3	1.60	A(4.2)	発明例
32	8	6.10	6.9	34.8	1.58	A(4.7)	発明例
33	9	5.60	7.0	33.7	1.50	B(8.2)	比較例

【0030】表1、表2から、本発明例ではいずれも、E1が30%以上、r値が1.5以上、リジング性のうねり高さが5.0 μm以下であり、良好な成形性および耐リジング性を示していることがわかる。

【0031】次に、冷延焼鈍板および熱延焼鈍板の結晶粒度が耐リジング性に及ぼす影響について、それぞれ図1および図2に示す。図1は、結晶粒度番号6.0の熱延焼鈍板に、板厚を4.0mmから0.7mmとする冷間圧延を行った後、保持時間を30秒とする仕上げ焼鈍を、温度条件を変えることによって、仕上げ焼鈍後の結晶粒度を種々変化させた冷延焼鈍板について、リジングのうねり高さ

と冷延焼鈍板の結晶粒度番号との関係を示したものである。図1から、冷延焼鈍板の結晶粒度番号6.5～7.5の範囲で特にうねり高さが小さくなり、5 μm以下に低減可能になることがわかる。

【0032】図2は、鋼組成が異なるフェライト系ステンレス鋼（表1の鋼1、4、5）を用いて、保持時間1分の熱延板焼鈍を、温度条件を変えることによって、それぞれ熱延焼鈍板の結晶粒度を種々のレベルに変化させたのち、各試料について仕上げ焼鈍条件を種々変化させて、冷延焼鈍板の結晶粒度番号を7.0に調整し、この冷延焼鈍板のリジングのうねり高さに及ぼす鋼組成および

熱延板の結晶粒度の影響を示すものである。図中、○は鋼1 ($V=0.01$ 、 $V/C=2.5$)、△は鋼4 ($V=0.08$ 、 $V/C=8$)、×は鋼5 ($V=0.052$ 、 $V/C=1.3$) である。図2から、本発明の組成範囲、 $V=0.05\sim0.3$ および $V/C \geq 10$ を満たす鋼5は、他の鋼に比してうねり高さが小さく、しかも、熱延焼純板の結晶粒度番号が5.5~6.5 の範囲にあるときに、うねり高さが最小となり、耐リジング性の向上が顕著となる。なお、図1と図2から、うねり高さの結晶粒度依存性は、仕上げ焼純板よりも、熱延焼純板の方が大きいこともわかる。

【0033】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、成分組成、特に V 、 V/C および冷延焼純板の結晶粒度を適正化することにより、良好な成形加工性を有すとと

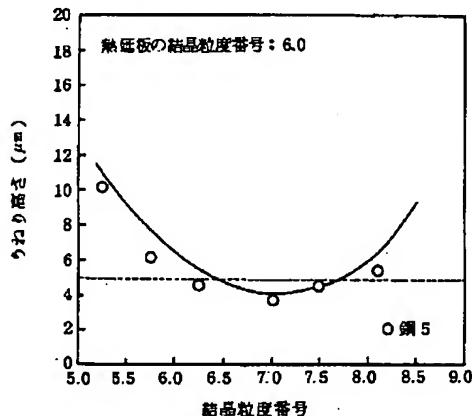
もに、耐リジング性に優れるフェライト系ステンレス鋼板が提供可能となる。また、本発明によれば、伸びが30%以上、 r 値が1.5以上、リジング性のうねり高さが $5\mu\text{m}$ 以下の特性を有するフェライト系ステンレス鋼板が提供可能となる。したがって、本発明によれば、加工成形後の形状、特にプレス成形品の表面性状が改善されるので、従来、オーステナイト系ステンレス鋼板が用いられてきた部材にもフェライト系ステンレス鋼板を使用することが可能になり、その工業的価値は極めて大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】冷延焼純板の結晶粒度番号とリジングのうねり高さとの関係を示すグラフである。

【図2】熱延焼純板の結晶粒度番号とリジングのうねり高さとの関係を示すグラフである。

【図1】



【図2】

